

## Modélisation numérique du comportement en compression de Métal poreux - Polymère Composite par homogénéisation

Nikolaz Garsot, Yiu Liu, Abel Cherouat & Xiao Lu Gong

Université de Technologie de Troyes  
Institut Charles Delaunay  
12, rue Marie Curie, BP 2060 10010 Troyes Cedex  
nikolaz.garsot@utt.fr

### Résumé :

*Les mousses métalliques font l'objet depuis une quinzaine d'années d'un intérêt croissant dans de nombreux domaines de recherche. La résistance à la compression est une des caractéristiques principalement utilisées dans l'industrie. Cette propriété étant faible nous proposons d'améliorer ce comportement mécanique par l'utilisation de composites à base de mousses métalliques (Aluminium-Polyéthylène, Aluminium-Polyamide et Aluminium-Epoxyde). Des essais de compressions uniaxiaux ont été menés sur ces composites pour identifier leur tenue en compression. Une technique d'homogénéisation en élasto-plasticité a ensuite été utilisée pour modéliser leur comportement.*

### Abstract :

*For fifteen years, the interest for metal foams has been growing in many research fields. One of the main properties of these materials is the compressive strength. However, this resistance is weak. That is why we propose to improve their mechanical behavior by using a composite containing open cell aluminum metal foams and polymers. This work presents three kinds of composite (Aluminum-Polyethylene, Aluminum-Polyamide and Aluminum-Epoxy) where both phases are interpenetrating throughout the structure. Uniaxial compression tests have been carried out on these composites and highlight very different mechanical behaviors. Their mechanical behavior has been modeled afterwards by a homogenization technique in elasticity and plasticity.*

### Mots-clefs :

**Composite Métal poreux - Polymère ; Comportement en compression ; Homogénéisation**

## 1 Introduction

Les mousses métalliques font l'objet depuis une quinzaine d'années d'un intérêt croissant dans de nombreux domaines de recherche. Elles trouvent des applications dans l'allègement des structures, l'absorption d'énergie, l'amortissement phonique, etc. Les propriétés pour lesquelles les mousses métalliques sont intéressantes résident dans leur structure poreuse. Si l'on considère les pores comme une phase à part entière, on peut considérer ces mousses comme des matériaux composites. Même si les pores ne contribuent pas directement à la rigidité de la mousse, ils influent sur les autres propriétés de celle-ci. On peut alors en déduire qu'il est possible d'obtenir un nouveau composite en incorporant des matériaux dans les pores de la mousse. Ce nouveau concept conduit à l'obtention d'un matériau composite alliant les avantages initiaux de la mousse et possédant de meilleures caractéristiques physiques. Nous proposons dans ce papier de présenter des composites à base de mousses métalliques (aluminium) et de polymères (Polyéthylène, Polyamide et résine époxyde). Des essais de compressions uniaxiaux ont été menés pour identifier les différentes caractéristiques des composites qui sont ensuite comparées à celles de la mousse. L'utilisation de ce matériau à l'échelle industrielle nécessite l'élaboration d'un modèle de comportement [Garsot (2006)]. Celui-ci constitue un étape clef lors de la

conception des composants mécaniques. Nous utilisons une technique d'homogénéisation dans le domaine de l'élasticité et de la plasticité pour modéliser le comportement de ces composites interpénétrés.

## 2 Matériaux et expériences

### 2.1 Fabrication des composites

La réalisation des composites se déroule en deux temps :

- fabrication des mousses métalliques à pores ouverts utilisées comme préforme,
- remplissage de cette préforme par des polymères.

Les mousses métalliques sont obtenues par une technique d'infiltration. Cette technique a été choisie car elle permet un bon contrôle de la taille des cellules, qui peut être ajustée de 0,3 à 2 mm et les taux de porosité de 50 à 75 %. Le process de fabrication est résumé sur la figure 1.

L'alliage d'aluminium (4008) est d'abord coulé à haute température (3) sur une préforme constituée de granulés (1) préalablement tassés et chauffés (2). L'application d'une pression négative (4) permet ensuite de drainer l'aluminium à travers toute la préforme. Après solidification, la préforme est retirée par un solvant (5). Ce squelette de métal restant (6) est ensuite infiltré (7 et 8) par les polymères (PEBD, PA6 ou résine époxyde) à une température légèrement supérieure à leur température de fusion. On réduit ainsi leur viscosité tout en limitant les risques de dégradations de ceux-ci. Pour le cas de l'époxyde, qui est thermodurcissable, l'opération de chauffage est supprimée. A la fin de la polymérisation, on obtient le composite (9).

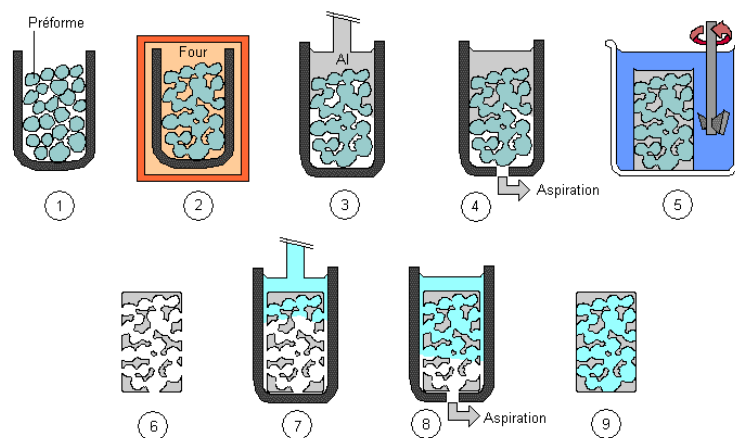


FIG. 1 – Procédé de fabrication des composites.

Le procédé de fabrication nous permet d'obtenir des cylindres de 79 mm de diamètre et d'une hauteur d'environ 200 mm. Ces cylindres sont découpés en tranches de 25 mm puis pesés dans le but de déterminer le taux de polymère  $x_p$  de chacune des tranches grâce à la relation suivante tirée de la loi des mélanges :

$$x_p = \frac{\rho_c - \rho_a}{\rho_p - \rho_a}$$

Dans cette relation  $\rho_c$ ,  $\rho_a$  et  $\rho_p$  représentent respectivement les masses volumiques du composite, de l'aluminium et du polymère.

## 2.2 Comportement en compression

Les mousses sont la plupart du temps sollicitées en compression, c'est pourquoi nous proposons de faire un comparatif entre le comportement des composites et des mousses en compression. Quatre éprouvettes cubiques (25 mm de côté) sont découpées par tranche de composite pour permettre d'obtenir des données moyennées à taux de polymère fixé. Ces dimensions, équivalentes à au moins dix fois le diamètre des cellules, permet de s'affranchir des effets d'échelle. Une machine de INSTRON 4484 possédant une cellule de force de 150 kN est utilisée lors de ces essais avec une vitesse de descente imposée de 1 mm/min. Cette vitesse est choisie pour limiter les effets visqueux introduits par les polymères. La charge ainsi que le déplacement de la traverse sont enregistrés tout au long de l'essai. Par la suite, une transcription de ces courbes en terme de contrainte/déformation (conventionnelle), nous permet d'obtenir le module de Young ainsi que la limite d'élasticité. La figure 2 donne des exemples caractéristiques de courbes obtenues pour les composites.

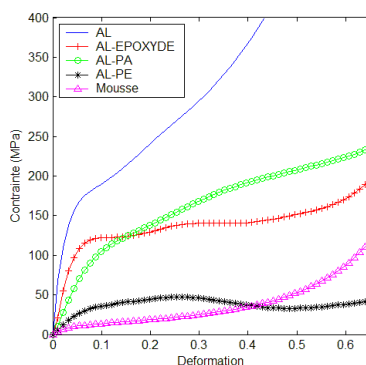


FIG. 2 – Courbes caractéristiques contrainte/ déformation (conventionnelle) de l'aluminium, des composites (65% de polymère), ainsi que de la mousse (65% de vide) sous compression uniaxiale.

Les observations micrographiques nous ont permis de mettre en évidence une structure cellulaire homogène sans orientation particulière ce qui nous porte à croire que les mousses fabriquées ont un comportement isotrope. Des analyses d'images ont permis de mesurer les déplacements à la surface d'échantillons de mousses métalliques [Bastawros (2000)]. Il a ainsi été mis en évidence qu'un phénomène de plasticité localisé se produit en deçà de la limite d'élasticité des mousses, ce qui a pour conséquence de diminuer le module de Young initial (en charge). On utilise donc le module de Young en décharge dans la pratique. Celui-ci a été calculé dans notre cas par la méthode des moindres carrés. La limite d'élasticité est quant à elle prise à 0,02 % de déformation pour représenter correctement la transition entre le domaine élastique et plastique. Les résultats obtenus sont résumés sur la figure 3. Les points correspondent aux valeurs moyennes calculées. Les écarts types (non représentés) varient de 5 à 10 %.

En exprimant des grandeurs relatives (module de Young et limite d'élasticité), on peut aisément établir des relations entre masse volumique et propriétés mécaniques des mousses. Ces fonctions puissance introduites par Ashby (2000) permettent d'obtenir les propriétés des mousses ( $E_m$  et  $Re_m$ ) à partir d'un nombre limité d'essais et s'expriment de la manière suivante :

$$\frac{E_m}{E_a} = K_1 \left( \frac{\rho_m}{\rho_a} \right)^{n_1} \quad \frac{Re_m}{Re_a} = K_2 \left( \frac{\rho_m}{\rho_a} \right)^{n_2}$$

Une estimation des coefficients par méthode des moindres carrés donne des résultats sont en accord avec ceux de la littérature :  $K_1 = K_2 = 1$ ,  $n_1 = 3,66$  et  $n_2 = 3,19$ .

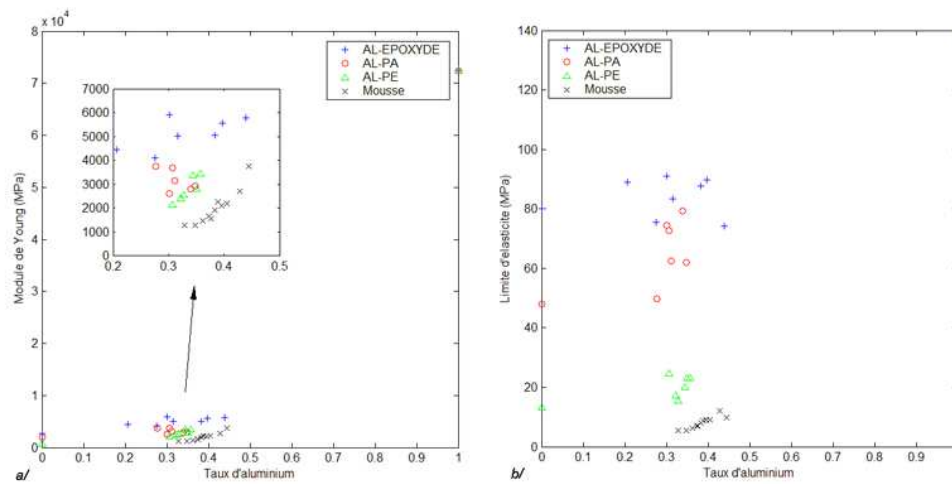


FIG. 3 – Corrélation entre le taux d'aluminium a/ et le module de Young ainsi que b/ la limite d'élasticité pour les trois composites et la mousse.

En s'inspirant de cette démarche, nous proposons une fonction puissance de la forme :

$$\frac{E_c - E_p}{E_a} = K \left( \frac{\rho_c - \rho_p}{\rho_a} \right)^n \quad \frac{Re_c - Re_p}{Re_a} = K \left( \frac{\rho_c - \rho_p}{\rho_a} \right)^n$$

Dans cette expression  $E_c$ ,  $Re_c$ ,  $\rho_c$  sont les propriétés du composite et  $E_p$ ,  $Re_p$ ,  $\rho_p$  du polymère. L'identification des coefficients est donnée dans le tableau 1.

TAB. 1 – Coefficients de la fonction puissance des composites

Coefficients	Al-Epoxyde	Al-PA	Al-PE
$K_{ModuledeYoung}$	3,58	5,79	4,07
$n_{ModuledeYoung}$	2,96	3,43	3,33
$K_{Limite'd'elasticit}$	1,62	2,01	3,16
$n_{Limite'd'elasticit}$	1,86	1,68	2,87

### 3 Modélisation

La réduction des coûts passe nécessairement par une modélisation du comportement du matériau. Nous proposons d'utiliser une technique d'homogénéisation qui semble la plus adaptée à résoudre ce problème. Dans cette étude, on utilise l'hypothèse des petites perturbations. Cette modélisation ne constitue qu'une première étape de ce travail. On se limitera au cas d'un composite biphasé unidirectionnel pour simplifier le problème. Les deux phases sont considérées comme assemblées parfaitement (influence de l'interface négligée). On propose de rendre compte du comportement élastique par les estimations de Voigt ( $E_V$ ), Reuss ( $E_R$ ), Hashin et Shtrikman ( $E_{HS\pm}$ ) ainsi que par le modèle auto cohérent ( $E_{AC}$ ). Le tableau 2 liste les valeurs des différents matériaux de base utilisés.

Les courbes de la figure 4 donnent l'évolution du module de Young du composite en fonction du taux de polymère pour les différents modèles utilisés ainsi que par mesure expérimentale. Une concordance correcte est observée pour le modèle de Reuss.

TAB. 2 – Propriétés mécaniques considérées pour l'étude du composite.

Propriétés mécaniques	Symboles	Al	Epoxyde	PA	PE
Module de Young (MPa)	$E$	72400	3000	2000	1000
Coefficient de Poisson	$\nu$	0,33	0,4	0,35	0,41
Limite d'élasticité (MPa)	$Re$	140	80	40	24
Exposant d'écrouissage	$m$	0,244	0,081	0,814	0,227

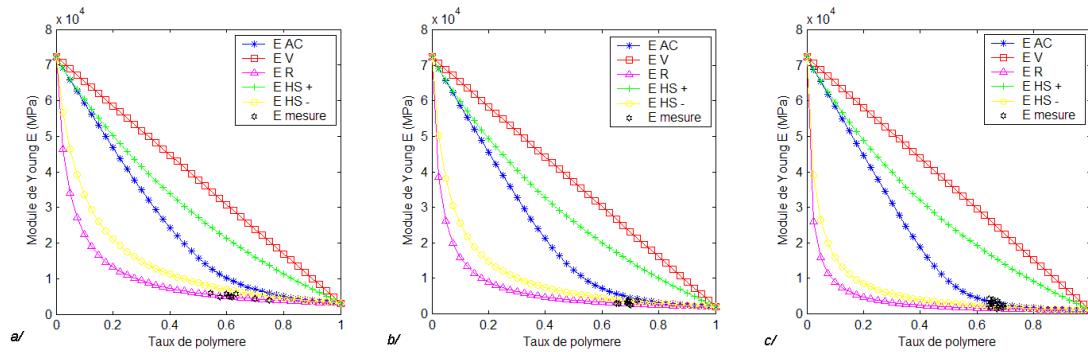


FIG. 4 – Encadrement de module d'élasticité de a/ l'Al-Epoxyde, b/ l'Al-PA et c/ l'Al-PE.

La méthode sécante classique [Bornert (2000)] est mise en œuvre pour déterminer le comportement macroscopique du milieu homogène équivalent. On écrit en tout point  $x$  du VER la relation entre contrainte et déformation suivante :

$$\underline{\sigma}_{(x)} = \mathbf{C}^{sct} : \underline{\epsilon}_{(x)}$$

Dans laquelle  $\mathbf{C}^{sct}$  est le tenseur des modules sécants. Il dépend de la déformation  $\underline{\epsilon}_{(x)}$  au point étudié, ainsi que de la phase dans laquelle il se trouve.

En considérant les constituants incompressibles et isotropes, on simplifie alors le tenseur puisque celui-ci n'est plus défini que par le module de cisaillement d'une phase  $\mu_i^{sct}$ . On l'associe à la déformation moyenne de la matrice par une loi de type puissance :

$$\mu_i^{sct} = \left( (\langle \epsilon \rangle_i)_{eq} \right) = \frac{\sigma_0}{3\epsilon_0} \left( \frac{(\langle \epsilon \rangle_i)_{eq}}{\epsilon_0} \right)^{m-1}$$

Ayant un état de déformation macroscopique ( $\underline{E}$ ) imposé et connu, et un modèle linéaire approprié, les équations suivantes sont suffisantes pour résoudre le problème.

$$\begin{cases} \forall r \langle \epsilon \rangle_i = \mathbf{A}_i^L : \underline{E} & \text{solution locale linéaire} \\ \forall r \mathbf{C}_i^{sct} = \mathbf{C}_i^{sct}(\langle \epsilon \rangle_i) & \text{relation complémentaire} \\ \underline{\Sigma} = \mathbf{C}^L : \underline{E} & \text{réponse macroscopique} \end{cases}$$

Où  $\mathbf{A}_i^L$  est le tenseur de localisation issue du modèle linéaire pour la phase  $i$ ,  $\langle \epsilon \rangle_i$  est le tenseur de déformation moyenne dans la phase  $i$ .

Pour résoudre ce système, on utilise l'algorithme du point fixe qui permet de manière simple d'aboutir à une solution. Des essais ont été menés avec différents modèles linéaires. Il apparaît que l'approximation de Reuss donne les meilleurs résultats (surestimation des autres). La figure 5 expose les résultats types obtenus pour les différents composites.

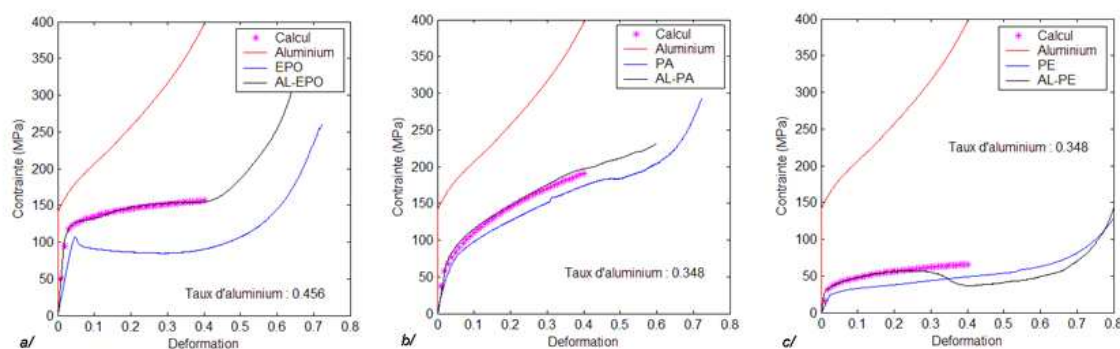


FIG. 5 – Résultats types de la modélisation d'une compression uniaxiale obtenus pour différents composites : a/ Al-Epoxyde b/ Al-PE et c/ Al-PA.

La corrélation jusqu'à 30 % de déformation totale est obtenue. Des observations micrographiques mettent en évidence le début de l'endommagement (par rupture locale de l'aluminium et décohésion des constituants) à une déformation légèrement inférieure. Une modification de la forme des cellules importantes apparaît alors [Shen (2006)]. Une prise en compte de ces phénomènes est donc indispensable [Dillard (2005)].

#### 4 Conclusions et perspectives

Nous avons présenté ici un nouveau type de composite permettant de compenser la faiblesse des mousses vis-à-vis de la compression. L'étude des propriétés mécaniques montre une variation des propriétés d'environ 10 % autour de la valeur moyenne du module de Young et de la limite d'élasticité. La modélisation donne des résultats corrects mais insuffisants dans le cas de grande déformation. De plus, aucune prise en compte des orientations initiales n'est faite ici. Pour palier à ce problème, une étude sur l'évolution de la structure est en cours. Son intégration devrait à terme pouvoir améliorer le modèle existant.

#### Références

- Ashby, M.F. *et al. Metal Foams : A Design Guide*. Woburn : Butterworth - Heinemann, 2000
- Bastawros, A.F. Bart Smith, H. and Evans, A.G. 2000 Experimental analysis of deformation mechanisms in a closed-cell aluminum alloy foam. *Journal of mechanics and physics of solids* **48** 301-322
- Bornert, M. Bretheau, T. et Gilormini, P. *Homogénéisation en mécanique des matériaux*. Paris : Hermès, 2000
- Dillard, T. Forest, S. and Ienny, P. 2005 Micromorphic continuum modelling of the deformation and fracture behaviour of nickel foams. *European journal of mechanics A* **25** 1-24
- Garsot, N. *et al. Modélisations numériques d'un essai de compression de mousses métalliques d'aluminium avec cellules ouvertes*. Matériaux06, 2006, Dijon, France
- Shen, H. *et al.* 2006 Numerical modeling of pore size and distribution in foamed titanium. *Mechanics of materials* **38** 933-944